(昭和58年7月18日受理)

炭素繊維—樹脂複合繊維束の引張強度に及ぼす 樹脂特性の影響に関する考察

東京工業大学有機材料工学科 高久 明・塩谷正俊・清水二郎

CONSIDERATION ON THE EFFECT OF RESIN PROPERTIES ON TENSILE STRENGTH OF CARBON FIBER-RESIN COMPOSITE STRANDS

By Akira Takaku, Masatoshi Shioya and Jiro Shimizu

(Department of Textile and Polymeric Materials, Tokyo Institute of
Technology, O-okayama, Meguro-ku, Tokyo, JAPAN.)

An equation which describes the effective tensile strength of fibers in a composite strand has been obtained from the consideration on a failure model assuming statistical accumulation of fiber fractures in a matrix with increasing load until a sufficient number of fractures occur at some cross-sectional region of the strand. It is assumed that when a fiber in the composite strand breaks by increasing the load, a transmission of the stress along the fiber is to be intermitted by an ineffective length in the vicinity of the fracture point. The fibers in the composite strand are treated assuming a statistical strength distribution. It is also postulated that when a certain fiber in the composite strand breaks at a weak point of the fiber, some other fibers neighboring the fracture point break simultaneously and a total of k fibers break at the same time. The ineffective fiber length δ and the effective tensile strength $\sigma_{c,b}$ of the fibers in the composite strand are given as

$$\delta = \text{Max} \left[\frac{2 \ln 2}{\beta}, \frac{R_f \sigma_f}{2 \tau_b} \right]$$

and

$$\sigma_{c,b} = \text{Min} \left[\sigma_0 \left\{ \frac{\beta}{2 (\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{1}{\alpha}}, \sigma_0^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \left\{ \frac{2 \tau_b}{e (\alpha+1) k R_f} \right\}^{\frac{1}{\alpha+1}} \right]$$

where

$$\beta = \sqrt{\frac{2 E_m}{E_f (1 + \nu_m) R_f^2 \ln \left(\frac{2 \pi}{\sqrt{3} V_f} \right)}}$$

α and σ_0 are Weibull parameters of the tensile strength of single fibers, τ_b is the interface shear strength, V_f is the fiber volume fraction, R_f is the fiber radius, ν_m is the Poisson ratio of matrix, and E_f and E_m are the tensile moduli of fiber and matrix, respectively. The value of k was evaluated from the experimental results for the carbon fiber composite strands comprising a series of matrix resins, the tensile modulus of which ranges from about 10 MN/m² to about 1,000 MN/m². The value of k changed systematically and increased from $k \approx 1$ to $k \approx 20$ with increasing tensile modulus of matrix resin, E_m . The change of the $\sigma_{c,b}$ of carbon fibers with E_m , which was observed experimentally, was rather small. The increase in E_m decreases δ , and this should increase $\sigma_{c,b}$. By increasing E_m , however, the carbon fibers in the composite strand become to be fractured into a micro-bundle, and this should decrease $\sigma_{c,b}$. It is considered that the change of the $\sigma_{c,b}$ of carbon fibers with E_m is virtually determined by these two, mutually opposed factors.

(Received July 18, 1983)

1. 結 言

引張強度が統計的分布を有する繊維からなる束の引張強度は単繊維強度の変動係数に依存して変化し¹⁾、炭素繊維のように変動係数の大きい繊維では、繊維束の平均強度は単繊維の平均強度よりもかなり低い値となる。一方、炭素繊維の連続繊維からなる束と比較的剛性の高い樹脂とを組み合わせた複合繊維束の繊維束当りの引張強度は、一般に繊維束単独について測定された引張強度よりも高い値を示す。炭素繊維～樹脂複合繊維束の引張強度は、およそ10 mm以下の試長で測定された単繊維の引張強度に相当する場合が多いようである。

剛直な連続繊維とこれより延性の高い樹脂をマトリックスとした一方複合材料を繊維配列方向に伸長すると、たとえばガラス単繊維を樹脂に包埋した大沢らの実験²⁾、単層に配列したガラス繊維を樹脂に包埋したRosenの実験³⁾および炭素繊維～樹脂複合材料の伸長過程でのacoustic emissionに関するFuwaらの実験⁴⁾などに明らかにように、伸長過程に於いて繊維は逐次的に破断することが認められている。炭素繊維複合材料の引張強度には短い試長で測定された単繊維の引張強度が反映される原因は、基本的にはマトリックス内で繊維がある程度まで逐次的に破断しても、複合材料全体としては破断するに至らないことに基づいていると言える。

繊維の逐次破断と複合材料の引張強度との関連の基本的な様相はParratt⁵⁾の考察に示されている。すなわち複合材料を伸長すると繊維は欠陥部で破断するが、破断点近傍でマトリックスに発生するせん断応力を介して荷重は破断繊維間で有効に伝達される。したがってマトリックスのせん断応力が繊維～マトリックス界面のせん断強度に達するまで繊維は逐次的に破断し、界面がせん断破壊したときに複合材料が破断する。Rosen³⁾はParrattの考えに更に繊維引張強度の分布を考慮して複合材料の破断を考察し、同様の概念に基づいてLifshitzら⁶⁾はより複雑なモードで複合材料が破断する場合について説明を試みている。Rosenの理論では繊維の破断点近傍で引張応力を有効に負担しなくなる繊維部分の長さ、すなわち無効繊維長に相当する長さの繊維の引張強度を考察することによって、複合材料の引張強度に及ぼすマトリックスの効果が説明される。

著者らは先に剛性の異なる樹脂をマトリックスとする一連の炭素繊維一方複合材料の層間せん断強度および引張強度について検討した⁷⁾。その結果、主に破面の観察に基づいて、複合材料の引張強度を支配するマトリックス樹脂特性上の主な因子は、樹脂の剛性が高い場合には繊維～樹脂界面のせん断強度であり、樹脂の剛性が低

い場合には樹脂のせん断剛性率であると結論した。このことから複合材料の引張強度に及ぼすマトリックス樹脂の影響を検討するには、樹脂の剛性と繊維～樹脂界面のせん断強度の影響をそれぞれ分けて考えなければならないことが知られる。

本報ではマトリックスの弾性率、繊維～マトリックス界面のせん断強度および複合材料内の繊維破断端近傍における応力集中を考慮した破断モデルに基づいて一方複合材料の引張強度と単繊維の引張強度との関係式を導出した。そして、得られた結果を既に報告した実験結果⁷⁾に応用し、炭素繊維～樹脂複合材料の引張強度に及ぼす樹脂特性の影響について考察した。

2. 実 験

2.1 炭素繊維

炭素繊維にはGrafil EAS (Courtaulds)を用いた。入手した試料は10000本の連続繊維から成る撚りのないトウ状であって、単繊維の平均直径は $8.13\ \mu\text{m}$ 、密度は $1.82\ \text{g/cm}^3$ であった。

2.2 単繊維引張試験

単繊維の引張試験はJISに記載されている方法⁸⁾とはほぼ同様の方法によって行なった。長さ約10 cmに切り取ったトウから任意に採取した単繊維について、ゲージ間隔10 mm、引張速度5%/minとして定速伸長型引張試験機(テンシロン、東洋ボールドウィン)を用いて引張試験を行なった。繊維の断面積はヘリウム・ネオンレーザの回折を応用して、引張試験に用いた各単繊維の残りの長さ部分の最大および最小径を測定し、繊維断面をだ円近似して算出した。

2.3 複合材料試料の作製および力学的試験

本報での解析に供した炭素繊維一方複合材料の層間せん断強度および炭素繊維～樹脂複合ストランドの引張強度の実験データは、いずれも既報⁷⁾のデータを引用した。これらのデータは本報で示す単繊維引張試験に用いたと同じGrafilトウを用いて作製した複合材料試料について得られたものである。便宜のため試料の作製方法および力学的試験の要点を記すと以下のごとくである。

マトリックス樹脂には反応性希釈剤 YED-205 に、Epikote 828あるいはThiokol LPのいずれかを種々の混合比に調合して用い、マトリックス剛性をゴム状からガラス状まで広範囲に変化させた。硬化剤には4-メチルヘキサヒドロフタル酸を用いた。マトリックス樹脂の引張弾性率は、これらの調合樹脂液を使って樹脂板を作製して測定した。

層間せん断強度はマッチドダイ法により一方複合材料を作製して直接せん断法により求めた。炭素繊維～樹

脂複合ストランド(以下、単にストランド)の引張強度はトウ1本を樹脂と複合して作製したストランドについて測定した。

本報告ではストランドの引張強度をストランド構成繊維束(トウ)の単位断面積当りの値、すなわち繊維換算引張強度として表わしている。繊維束の断面積は繊維の密度および繊維束の線密度から算出した。引張強度は最低10本の試験片について測定し、結果を平均値および標準偏差で示した。

3. ストランドの引張強度の理論的考察

3.1 破断モデル

マトリックスが存在しない繊維束を伸長すると、繊維束を構成する繊維は引張強度の低い繊維から逐次破断していく。この際、一旦破断した繊維は以降の伸長過程では繊維束の引張荷重を全く分担し得ない。これに対し、マトリックス樹脂と複合したストランドでは、破断繊維端近傍のマトリックスに生じるせん断応力を介して破断繊維間に応力が伝達されるために、既に破断した繊維でも破断点から充分離れた部分は繊維束の引張荷重を有効に分担する。

ストランドにおいて破断繊維が図1(A)に示すように破断端近傍で引張荷重を分担しなくなる長さ、すなわち無効繊維長を δ で表わす。いま、複合繊維束の繊維軸に垂直な任意の横断面 ab に注目すると、 ab 面を中心とし長さ δ の区間内に破断点を持つ繊維は、 ab 面内では引張荷重を分担していない。しかし、この区間内に破断点を

持たない繊維は、たとえ他の部分で破断していたとしても ab 面内では有効に荷重を分担する。したがって、ストランドの任意の横断面内で繊維が引張荷重を分担している確率は、ストランドの長さ δ の区間内で繊維が破断していない確率に等しくなる。

ストランド内で1本の繊維が破断すると、破断点近傍の繊維は急激な応力集中を受ける。このために1本の繊維が破断すると、その破断点を取り囲む $(k-1)$ 本の繊維が同時に破断するものとする。すなわち、繊維の破断が連鎖的に進行することはないとし、1本の繊維が破断するに伴い合計 k 本の繊維だけが破断すると仮定する。図1(B)はストランド内の繊維配合をモデル的に示した図であって、黒丸は破断した繊維を表わす。この図は $k=7$ である場合に対応する。

ここで任意の1本の繊維に注目し、この繊維が長さ δ の区間で破断しない場合を考える。このような場合は、注目する繊維自身がその区間内で破断せず、この繊維を取り囲む $(k-1)$ 本の繊維もその区間内で自ら破断しない場合である。したがって、1本の繊維が長さ δ の区間で破断しない確率は、 k 本の繊維が長さ δ の区間で自ら破断しない確率に等しくなる。つまり、ストランドの任意の横断面内で繊維が有効に引張荷重を分担する確率は、 k 本の繊維が長さ δ の区間で自ら破断しない確率に等しい。

さて、ストランドを伸長していくと、ストランド内の繊維の引張荷重は増加するが、任意の横断面内で有効に引張荷重を支えている繊維数の全繊維数に対する割合は減少していく。このためにストランドの引張荷重は、ある引張荷重で最大値に達する。この最大値がストランドの引張強度に相当する。

以上の基本的な考え方に従い、まず無効繊維長 δ を決定し、次にストランド内の任意の横断面で繊維が有効に引張荷重を分担する確率を求め、ついでストランドの引張強度を導出する。なお以下の議論ではストランドの引張荷重に対するマトリックス相の引張荷重の寄与を無視し、ストランド内の繊維束の引張強度をもってストランドの引張強度とする。

3.2 無効繊維長

無効繊維長 δ は破断端近傍での繊維の応力分布に基づいて決定される。ストランド内の1本の繊維に注目すると次のような応力状態が考えられる。十分に長い繊維がある1ヶ所で破断したとき、破断点における繊維の引張応力 σ_f' は0である。破断点から繊維軸に沿って遠ざかるに従って繊維の引張応力は増大していき、破断点から充分離れた点では破断する直前の繊維の引張応力 σ_f に達する。一方、繊維～マトリックス界面のせん断応力 τ'

Fig. 1. Schematic illustration of the fracture model of carbon fiber-resin composite strands. (A) Accumulation of fiber fractures. (B) Fibers broken simultaneously in hexagonal array, (●) broken fibers, (○) unbroken fibers.

は破断点から充分離れた個所では0であるが、破断点に近づくに従って増大し、破断端で最大となる。この時、繊維～マトリックス界面のせん断応力 τ' がせん断強度 τ_b を越える部分では、繊維～マトリックスのはく離が生ずる。はく離した部分の繊維～マトリックス界面のせん断応力 τ' はせん断強度 τ_b と等しい値を維持するものとする。

問題を単純化するために図2に示すモデルに基づいて繊維の応力分布を解析する。すなわち注目する半径 R_f の繊維を取り囲むマトリックスを外径が $2R_m$ 、内径が $2R_f$ の円筒とみなし、この円筒の外周は繊維軸方向に一樣なひずみ σ_f/E_f で変形しているとする。繊維が六方配列をとり、 R_m を繊維間距離とした場合には、 R_m は繊維の体積含有率 V_f を用いて $R_m^2/R_f^2 = 2\pi/(\sqrt{3} V_f)$ と表わされる。また破断点を原点とし繊維軸に沿って x 軸を定め、 $0 \leq x \leq x_0$ の範囲で繊維～マトリックス界面のはく離が生じているとする。

繊維～マトリックス界面のせん断応力 τ' と繊維の変位 u_f' の関係は以下のように求められる。マトリックス内部の応力状態は軸対称である。マトリックスは繊維軸と垂直な方向には変形しないとする。また、マトリックスはせん断応力のみを伝達するとして、マトリックスの繊維軸方向の引張応力を無視する。これらの仮定に基づいてマトリックス内部の変位を求めた解には二つの積分定数が含まれる。そこで、円筒の外周のひずみが σ_f/E_f であるという条件および繊維～マトリックス界面のはく離していない部分では円筒の内周の変位が u_f' であるという条件を満足するようにこれらの積分定数を決定する。このようにして繊維～マトリックス界面のせん断応力 τ' と繊維の変位 u_f' の関係を求めると次式が得られる。

$$\tau' = \begin{cases} \tau_b & \dots\dots [0, x_0] \\ \frac{E_m(u_f' - \frac{\sigma_f}{E_f} x)}{(1+\nu_m) R_f \ln(\frac{2\pi}{\sqrt{3} V_f})} & \dots\dots [x_0, \infty] \end{cases} \quad (1)$$

Fig. 2. Model for evaluation of stresses at fiber ends.

繊維の引張応力 σ_f' と繊維の変位 u_f' の間には次式のフック則が成立する。

$$\sigma_f' = E_f \frac{du_f'}{dx} \quad (2)$$

また、繊維内部の力の釣り合いから次式を得る。

$$\pi R_f^2 d\sigma_f' - 2\pi R_f \tau' dx = 0 \quad (3)$$

さて(1)、(2)および(3)式から σ_f' および τ' を消去して(4)式を得る。

$$\frac{d^2 u_f'}{dx^2} = \begin{cases} \frac{2\tau_b}{R_f E_f} & \dots\dots [0, x_0] \\ \beta^2(u_f' - \frac{\sigma_f}{E_f} x) & \dots\dots [x_0, \infty] \end{cases} \quad (4)$$

ただし、

$$\beta = \sqrt{\frac{2E_m}{E_f(1+\nu_m)R_f^2 \ln(\frac{2\pi}{\sqrt{3} V_f})}} \quad (5)$$

境界条件は以下の通りである。

$$\begin{cases} x=0 \text{ において } \sigma_f' = 0 \\ x=\infty \text{ において } \sigma_f' = \sigma_f \\ x=x_0 \text{ において } \sigma_f', \tau', u_f' \text{ は連続} \end{cases} \quad (6)$$

これらの境界条件に基づいて(4)式を解き、ついで(2)式によって繊維の引張応力 σ_f' を求めると次式が得られる。

$$\sigma_f' = \begin{cases} \frac{2\tau_b}{R_f} x & \dots\dots [0, x_0] \\ -\frac{2\tau_b}{R_f \beta} \exp\{-\beta(x-x_0)\} + \sigma_f & \dots\dots [x_0, \infty] \end{cases} \quad (7)$$

ただし、

$$x_0 = \frac{R_f \sigma_f}{2\tau_b} - \frac{1}{\beta} \quad (8)$$

ここで、 $x_0 \geq 0$ の場合に限ってはく離が生ずるので(8)式より次の条件を得る。

$$\sigma_f \leq \frac{2\tau_b}{R_f \beta} \quad (9)$$

繊維軸に沿った全区間で繊維～マトリックス界面のせん断応力がせん断強度 τ_b を越えない場合には、界面のはく離は起こらず、(7)および(8)式に $x_0=0$ を代入して(10)式を得る。

$$\sigma_f' = \sigma_f \{1 - \exp(-\beta x)\} \quad (10)$$

ここで、はく離が生じない条件は次のようである。

$$\sigma_f \leq \frac{2\tau_b}{R_f \beta} \quad (11)$$

ところで、 σ_f' は x 軸に沿って連続的に変化するが、これを次のように近似する。すなわち、 $\sigma_f' \leq \sigma_f/2$ の部分で $\sigma_f'=0$ 、 $\sigma_f' > \sigma_f/2$ の部分で $\sigma_f'=\sigma_f$ とみなす。無効織

維長 δ は, $\sigma_f' = 0$ とみなす区間の 2 倍の長さで与えられる。(7)および(10)式に $\sigma_f' = \sigma_f/2$ を代入し, この時の x が $\delta/2$ に等しいとして δ を求めると以下ようになる。

$$\begin{cases} 0 \leq \sigma_f \leq \frac{2\tau_b}{R_f\beta} \text{ の時 } \delta = \frac{2 \ln 2}{\beta} & (12) \end{cases}$$

$$\begin{cases} \frac{2\tau_b}{R_f\beta} \leq \sigma_f \leq \frac{4\tau_b}{R_f\beta} \text{ の時 } \delta = -\frac{2}{\beta} \ln \left\{ \frac{e R_f \beta \sigma_f}{4\tau_b} \right\} + \frac{R_f \sigma_f}{\tau_b} & (13) \end{cases}$$

$$\begin{cases} \frac{4\tau_b}{R_f\beta} \leq \sigma_f \text{ の時 } \delta = \frac{R_f \sigma_f}{2\tau_b} & (14) \end{cases}$$

ここで, 簡単のために(13)式を(12)あるいは(14)式で近似すると, 次の結論を得る。

$$\delta = \text{Max} \left[\frac{2 \ln 2}{\beta}, \frac{R_f \sigma_f}{2\tau_b} \right] \quad (15)$$

なお, (13)式を(12)あるいは(14)式で近似することによる誤差は 9% 未満である。

3.3 ストランドの引張強度

繊維の引張強度がワイブル分布に従うものとする, 長さ δ の繊維が応力 σ_f で破断しない確率 P は, 二つのパラメータ α , σ_0 を用いて次式のように表わされる。

$$P = \exp \left\{ -\delta \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^\alpha \right\} \quad (16)$$

ストランドの任意の横断面内で繊維が引張荷重を分担している確率 P' は, k 本の繊維が長さ δ の区間で自ら破断しない確率に等しい。従って,

$$P' = P^k = \exp \left\{ -k \delta \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^\alpha \right\} \quad (17)$$

が成り立つ。

ストランドの引張応力 σ_c は P' と σ_f の積で与えられるから,

$$\sigma_c = \sigma_f \exp \left\{ -k \delta \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^\alpha \right\} \quad (18)$$

と表わされる。この σ_c の最大値がストランドの引張強度 $\sigma_{c,b}$ であるから(18)式に(15)式を代入して次式を得る。

$$\begin{cases} \sigma_0 \left\{ \frac{\beta}{2(\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{1}{\alpha}} A \leq \sigma_0^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \left\{ \frac{2\tau_b}{e(\alpha+1)k R_f} \right\}^{\frac{1}{\alpha+1}} \\ \text{の時 } \sigma_{c,b} = \sigma_0 \left\{ \frac{\beta}{2(\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{1}{\alpha}} \\ \sigma_0 \left\{ \frac{\beta}{2(\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{1}{\alpha}} B \geq \sigma_0^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \left\{ \frac{2\tau_b}{e(\alpha+1)k R_f} \right\}^{\frac{1}{\alpha+1}} \\ \text{の時 } \sigma_{c,b} = \sigma_0^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \left\{ \frac{2\tau_b}{e(\alpha+1)k R_f} \right\}^{\frac{1}{\alpha+1}} \end{cases} \quad (19)$$

ここで,

$$A = \left(\frac{\alpha}{\alpha+1} \right)^{\frac{1}{\alpha+1}} \exp \left\{ \frac{1}{\alpha(\alpha+1)} \right\}$$

$$B = \left(\frac{\alpha}{\alpha+1} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \exp \left\{ \frac{1}{\alpha(\alpha+1)} \right\}$$

であるが, $\alpha \geq 5$ の場合 1% 未満の誤差で $A \approx 1$, $B \approx 1$ と近似できる。したがって, 結論としてストランドの引張強度は次のように表わされる。

$$\sigma_{c,b} = \text{Min} \left[\sigma_0 \left\{ \frac{\beta}{2(\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{1}{\alpha}}, \sigma_0^{\frac{\alpha}{\alpha+1}} \left\{ \frac{2\tau_b}{e(\alpha+1)k R_f} \right\}^{\frac{1}{\alpha+1}} \right] \quad (20)$$

4. 実験との対応

4.1 単繊維引張試験

単繊維の引張強度がワイブル分布に従うとすれば, 長さ L の繊維が応力 σ_f 以下で破断する確率 F は次式を満足する。

$$\ln \left\{ -\frac{1}{L} \ln(1-F) \right\} = \alpha \ln \sigma_f - \alpha \ln \sigma_0 \quad (21)$$

すなわち, $\ln \sigma_f$ に対して $\ln \left\{ -\frac{1}{L} \ln(1-F) \right\}$ をプロットしたグラフは直線となる。図 3 は試長 10 mm の単繊維引張強度について, このようなプロットを行なった結果である。各測定値が 1 本の直線上に位置していることから, この炭素繊維の引張強度分布がワイブル分布で近似できることがわかる。直線の勾配および切片から, $\alpha = 5.42$, $\sigma_0 = 1.37 (\text{GN/m}^2 \cdot \text{m}^{\frac{1}{\alpha}})$ を得る。

Fig. 3. Weibull plot of the tensile strength of carbon fibers.

4.2 ストランドの引張強度

図 4 は層間せん断強度 τ_b をマトリックスの引張弾性率 E_m に対してプロットした結果である。ところで(20)式で与えられたように, ストランドの引張強度 $\sigma_{c,b}$ は, τ_b あるいは E_m に依存して定まる値のいずれか小さい方で与えられ, 両者の境界は(20)式より, 次式で表わされる。

$$\tau_b = \frac{\sigma_0 e(\alpha+1)k R_f}{2} \left\{ \frac{\beta}{2(\ln 2) e \alpha k} \right\}^{\frac{\alpha+1}{\alpha}} \quad (22)$$

Fig. 4. Plot of the interlaminar shear strength τ_b against the tensile modulus E_m of matrix resin for carbon fiber-resin unidirectional composites.

図4に実線で示したグラフは(22)式により、 $k=7$ 、 $\nu_m=0.4$ 、その他の所要のパラメータには実験値を用いて算出した値である。なお同図には参考までに k 値のみを $k=1$ および19と変化させ、その他のパラメータは $k=7$ の場合に同じ値を用いて算出したグラフを破線で示してある。境界線の上側の領域に $\tau_b \sim E_m$ 関係が位置する試料では、ストランドの引張強度が E_m に依存し、下側の領域に位置する試料では τ_b に依存することを意味する。

ストランドの引張強度 $\sigma_{c,b}$ がマトリックスの引張弾性率 E_m に依存して定まる試料について、 $\sigma_{c,b}$ を E_m に対してプロットした結果が図5である。図中の曲線は(20)式により算出した引張強度である。ただし計算には、先と同様に $k=7$ 、 $\nu_m=0.4$ とし、その他のパラメータには実験値を用いた。

図5に見られるように $k=7$ と見積って算出したストランドの引張強度は実験値のレベルとほぼ一致している。

Fig. 5. Plot of the effective tensile strength $\sigma_{c,b}$ of carbon fibers in carbon fiber-resin composite strands against the tensile modulus E_m of matrix resin.

Fig. 6. Variation of the factor k with the tensile modulus E_m of matrix resin.

しかし詳細に見るとマトリックスの引張弾性率 E_m が約100 MN/m²より低い試料ではストランドの引張強度は実験値の方が計算値より高い傾向にあり、また E_m が100 MN/m²より高い試料では逆に計算値より実験値の方が低い傾向にある。そこで、 k の値が E_m に対して変化すると考えて、(20)式によって計算されるストランドの引張強度と実験された引張強度が一致するような k の値をそれぞれの試料について計算した。図6はこのようにして得られた k の値をマトリックスの引張弾性率 E_m に対してプロットした結果である。 k の値が E_m に対して系統的に変化していることから、 k の値は E_m に依存すると見ることができる。

5. 考 察

破断モデルに於いて k 値を定義したように、ある1本の繊維が破断すると同時に、これを取り囲む1層の繊維が破断する場合は $k=7$ となる。さらに第2層の繊維までが破断する場合は $k=19$ となる。したがって図6に得た $k \sim E_m$ 関係から、繊維破断の様相は次のようであると解釈される。すなわち $E_m \approx 10$ MN/m²ではストランド内で繊維が離散的に逐次破断し、 $E_m \approx 100$ MN/m²では核となる破断繊維を取り囲む1層の繊維が破断し、 $E_m \approx 1000$ MN/m²では第2層までの繊維が同時に破断する。ストランド構成繊維間の相互作用は E_m が低くなるほど小さいから、 $E_m \leq 1$ MN/m²では $k=1$ と見なすのが妥当であろう。

ところで形式的に(17)式は無効繊維長 δ が係数 k だけ変化すると見てもできるから、図6の結果は E_m が増大するにつれて無効繊維長が(15)式で見積られる値よりも実際には k 倍の値をとると解釈することも可能である。無効繊維長が大きな値をとるとすれば、その原因は繊維～マトリックス界面の接着が充分でないことに基づく。しかし、ストランドの破面を観察した結果⁷⁾によると、 E_m が比較的低い場合(50 MN/m²程度)には破面が

平面的であり、層間せん断破面の状態から見ても繊維～樹脂界面がはく離している可能性は低い。また $E_m \approx 1000 \text{ MN/m}^2$ 程度の樹脂をマトリックスとするストランドに於いても、ストランドの破面に複数の繊維がマトリックスと同じ平面で一体的に破断している個所(既報⁷⁾、図10)が認められる。これらを考慮すると、はじめに定義したように係数 k は一体的に破断する繊維の本数とするのが妥当と考えられる。

さて図5に示したストランドの引張強度 $\sigma_{c,b}$ とマトリックス樹脂の引張弾性率 E_m との関係に見出されるように、 $\sigma_{c,b}$ の実測値は E_m に対する依存性が小さい。この原因はこれまでの考察に基づいて以下のように説明される。すなわち E_m が増大すると無効繊維長は減少し、このことは $\sigma_{c,b}$ を増大させる方向に作用する。一方、 E_m が増大するにつれて強度の低い繊維がストランド内で破断すると、その衝撃によって周辺の繊維が“束切れ”を起こすようになり、これは $\sigma_{c,b}$ を低下させる方向に作用する。したがって、両者のかね合いにより $\sigma_{c,b}$ の実測値は E_m に対する依存性が低く現われたと言える。このことは、本報で検討したような樹脂との接着性が比較的良好である繊維では、複合材料内部で繊維の“束切れ”が生じないような複合構造をとることが、繊維の強度を最も有効に利用する上に重要であることを示唆している。

6. 総 括

マトリックスの弾性率、繊維～マトリックス界面のせん断強度および複合材料内の繊維破断端近傍における応力集中を考慮した破断モデルに基づいて炭素繊維単繊維の引張強度と炭素繊維～樹脂複合ストランドの引張強度との関係式を導出した。その結果を剛性の異なる樹脂をマトリックスとする一連のストランドの引張強度に關す

る実験結果に応用し、ストランドの引張強度に及ぼす樹脂特性の影響について考察した。ストランドの引張強度の実測値はマトリックスの引張弾性率に対する依存性が低かった。マトリックスの引張弾性率が増大すると無効繊維長が短くなり、このことはストランドの引張強度を増大させる方向に作用する。一方、マトリックスの引張弾性率が増大するにつれて、ストランド内で強度の低い繊維が破断するとその衝撃によって周辺の繊維が“束切れ”を起こすようになり、このことはストランドの引張強度を低下させる方向に作用する。これらの相反する二つの因子の兼合いによって、実際の炭素繊維ストランドの引張強度とマトリックス樹脂の引張弾性率との関係が決定されていると結論した。

付記：本研究の一部は文部省科学研究費総合(A)による。

文 献

- 1) B. D. Coleman; *J. Mech. Phys. Solids.*, **7**, 60 (1958).
- 2) 大沢直志, 中山 晃, 三輪 実, 長谷川 明; 織学誌, **33**, T-6 (1977).
- 3) B. W. Rosen; *AIAA J.*, **2**, 1985 (1964).
- 4) M. Fuwa, B. Harris and A. R. Bunsell; *J. Phys. D*, **8**, 1460 (1975).
- 5) N. J. Parratt; *Rubber Plastics Age*, pp. 263-266, March (1960).
- 6) J. M. Lifshitz and A. Rotem; *J. Mater. Sci.*, **7**, 861 (1972).
- 7) 高久 明, 塩谷正俊, 清水二郎; 織学誌, **39**, T-315 (1983).
- 8) 炭素繊維試験方法 (5.3.1 単繊維試験方法) JIS R 7601-1980.